

文章编号: 1004 - 0609(2003)04 - 0864 - 07

银和铝对 Mg₂Ni 合金储氢性能的影响^①

李 谦^{1, 2}, 蒋利军¹, 林 勤², 周国治², 詹 锋¹, 郑 强¹, 尉秀英¹

(1. 北京有色金属研究总院 能源材料及技术研究中心, 北京 100088; 2. 北京科技大学 理化系, 北京 100083)

摘 要: 用氢化燃烧法合成 Mg_{2-x}Ag_xNi ($x = 0.05, 0.1, 0.2, 0.5$) 和 Mg_{2-x}Al_xNi ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.5$)。PCT 结果说明合成的 Mg-Ni-Ag 和 Mg-Ni-Al 储氢合金材料具有很高的活性和理想的储氢性能。对两个体系的 PCT 结果分别进行计算, 得出温度和氢平衡压的关系式。在 423 K 时 Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni 在 5 min 之内的放氢量为 2.14% / min(质量分数); Mg_{1.5}Al_{0.5}Ni 在 $\alpha + \beta$ 相区的吸氢速率为 4.88% / min(质量分数), 放氢速率为 1.26% / min(质量分数)。用 XRD 方法进行物相分析表明: 添加少量银没有改变 Mg₂Ni 的结构; 添加铝却改变了 Mg₂Ni 的结构, 使储氢合金材料的储放氢动力学性能均得到改善。

关键词: 氢化燃烧合成; 储氢合金; Mg-Ag-Ni; Mg-Al-Ni; 储氢性能

中图分类号: TG 139

文献标识码: A

在目前所有的储氢合金材料中, 镁和镁基储氢合金最具优势, 这是由于镁具有密度小、储氢量高(7.6%, 质量分数)、成本低、原材料丰富、对环境污染小等优点。但是该储氢合金的动力学性能差, 吸放氢温度高^[1]。对于储氢合金材料而言, 储氢量和动力学都是很重要的性质。迄今为止, 为了提高镁基储氢材料储氢性能所进行的研究工作主要有: 1) 添加其它元素, 诸如锆、铝、钴、锰、铜、硅、钙等^[2-5]; 2) 对合金材料进行表面处理, 常见的镀层元素有镍和铜等^[6, 7]; 3) 使用新方法和新工艺, 采用机械合金化制备非晶态和纳米材料^[8, 9]。以上方法都不同程度地改善了镁基储氢合金的动力学性能, 但同时也存在工作温度过高, 循环稳定性差或难于活化等缺点。

本文作者采用氢化燃烧法制备了 Mg-Ag-Ni 和 Mg-Al-Ni 三元系新型储氢材料, 将材料的制备和氢化一次完成。同时研究了它们的氢化特性、动力学性能和物相结构。

1 实验

将金属镁粉(> 99.9%, < 74 μm), 镍粉(> 99.9%, 2~3 μm), 银粉(> 99.98%, 2~3 μm), 铝粉(> 99.98%, < 74 μm), 分别按 Mg_{2-x}Ag_xNi ($x = 0.05, 0.1, 0.2, 0.5$) 和 Mg_{2-x}Al_xNi ($x = 0, 0.1, 0.2,$

0.5) 配比后混合并置于乙醇中, 用超声波清洗器(CX-500 型)震荡分散使之充分混合均匀, 在真空干燥箱(Z79-1 型)中干燥, 在油压机上以 500 MPa 压力将上述样品制成为 $d = 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 的试样, 再采用机械法将试样破碎成小于 3 mm 的碎块。将试样置于自制的高压釜中, 经过真空除气后($6.00 \times 10^{-3} \text{ Pa}$), 通入氢气(99.999%), 用温度控制仪(KSY-4)设定所需温度程序, 缓慢加热, 保持氢压 6 MPa。然后用直接体积法测量所制得的产物在不同温度下的吸放氢性能。用 X 射线衍射仪(MXP21VAHF)进行材料相结构分析, 测试条件为: CuK α 靶($\lambda = 1.56 \text{ nm}$), 40 kV, 300 mA; 狭缝宽度 1° (θ), 接受缝宽 0.15 mm; 扫描参数 $0.04^\circ / \text{步}$, $2^\circ / \text{min}$; 扫描范围 $10^\circ \sim 90^\circ$ (2θ)。

2 结果与讨论

2.1 Mg-Ag-Ni 三元系

图 1 所示是 Mg_{2-x}Ag_xNi ($x = 0.05, 0.1, 0.2, 0.5$) 在不同温度时的 PCT 曲线。从图中可知 Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni 和 Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni 吸放氢 PCT 曲线的平台宽而平坦, 放氢彻底。随着银添加量增加, 储氢材料的吸放氢平台压增高, 吸氢量减少, 放氢不彻底, 此结论在图 1 中的 Mg_{1.5}Ag_{0.5}Ni 和

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(G2000026405)

作者简介: 李 谦(1975-), 男, 博士研究生。

通讯联系人: 李 谦, 博士研究生; 电话: 010-62332652; E-mail: lq75@263.net

收稿日期: 2002-09-15; 修订日期: 2003-01-12

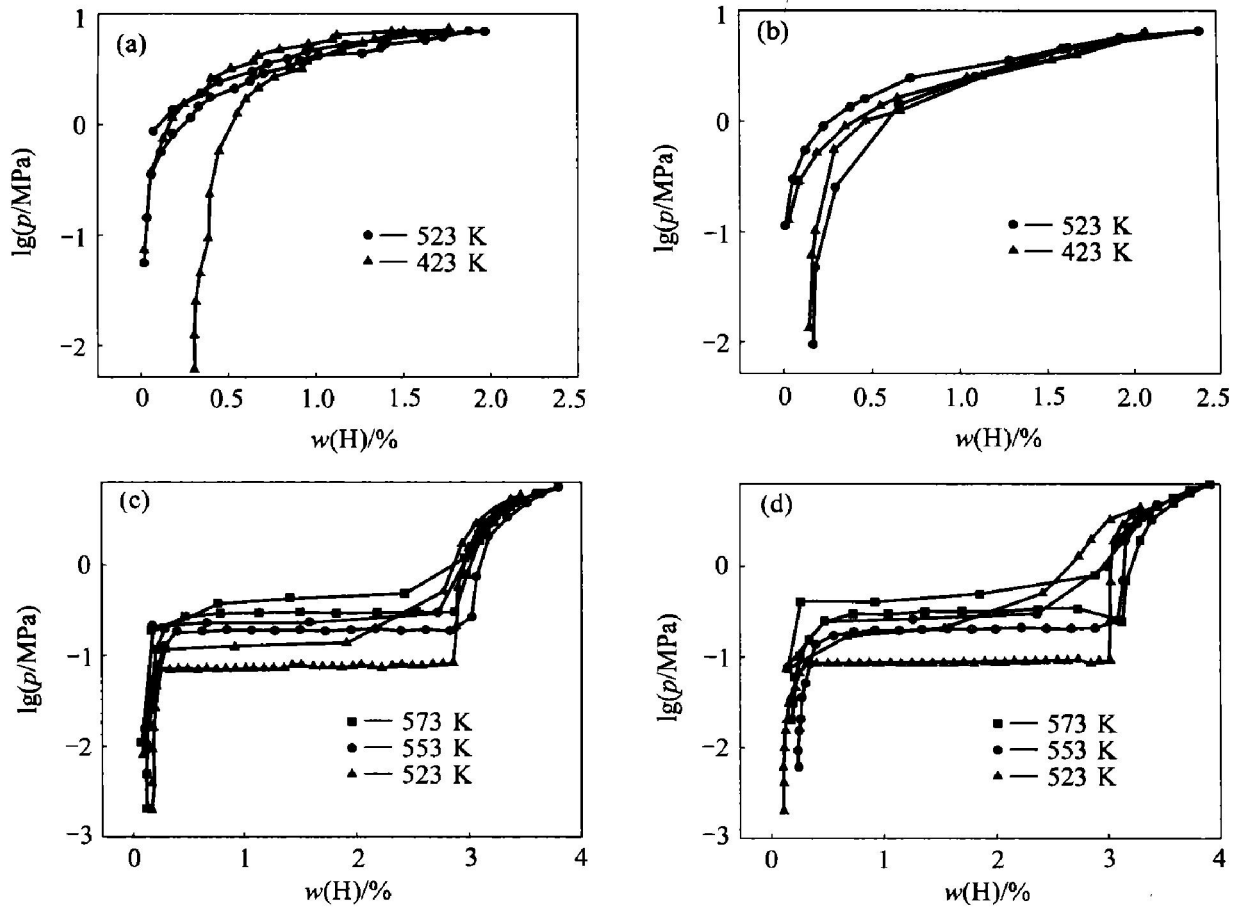


图 1 氢化燃烧合成 Mg_{2-x}Ag_xNi 合金在不同温度下的 PCT 曲线

Fig. 1 Pressure-composition isotherms at different temperatures of Mg-Ag-Ni alloys prepared by hydriding combustion synthesis (a) $x = 0.05$; (b) $x = 0.1$; (c) $x = 0.2$; (d) $x = 0.5$

Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni 得到明显体现。表 1 总结了不同温度下各种储氢材料的吸放氢情况, 从表中得知该体系中合成的 Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni 和 Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni 的储氢量较理想, 接近于 Mg₂Ni 储氢量的理论值 3.6% (质量分数)^[10], 而且这一数值是不活化直接获得的, 但是通常 Mg₂Ni 合金需要 7 次循环活化后才达到其最大吸氢量^[11]。

表 1 不同温度下 Mg-Ag-Ni 合金的吸放氢对比

Table 1 Comparison of capacities of hydrogen absorption/desorption of Mg-Ag-Ni alloys at different temperatures (mass fraction, %)

Alloy	Hydrogen absorption			Hydrogen desorption		
	573 K	553 K	523 K	573 K	553 K	523 K
Mg _{1.95} Ag _{0.05} Ni	3.62	3.49	3.47	3.47	3.31	3.30
Mg _{1.9} Ag _{0.1} Ni	3.48	3.43	3.28	3.36	3.18	3.16
Mg _{1.8} Ag _{0.2} Ni	2.85	2.32*	2.66	2.73	2.14*	2.45
Mg _{1.5} Ag _{0.5} Ni	2.32	1.77*	1.97		1.46*	1.89

(* : 423 K)

根据图 1 中的数据, 可以绘制出 $\lg p_{eq} - 1/T$ 的关系曲线(图 2), 由直线的斜率和截距, 运用范特

霍夫公式可计算出 Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni 和 Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni 的 ΔH 和 ΔS 。对于 Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni: 吸氢时, $\Delta H = -53.98$ kJ/mol, $\Delta S = -105.25$ J/(mol·K); 放氢时, $\Delta H = 69.12$ kJ/mol, $\Delta S = 129.70$ J/(mol·K); 并推导出吸放氢时平衡压与温度的关系, 吸氢时, $\lg p_{eq} = -2819/T + 5.497$ (523 K $\leq T \leq 573$ K); 放氢时, $\lg p_{eq} = -3610/T + 6.774$ (523 K $\leq T \leq 573$ K)。对于 Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni: 吸氢时, $\Delta H = -51.49$ kJ/mol, $\Delta S = -102.42$ J/(mol·K); 放氢时, $\Delta H = 65.48$ kJ/mol, $\Delta S = 123.79$ J/(mol·K); 并推导出吸放氢时平衡压与温度的关系, 吸氢时, $\lg p_{eq} = -2689/T + 5.349$ (523 K $\leq T \leq 573$ K); 放氢时, $\lg p_{eq} = -3420/T + 6.465$ (523 K $\leq T \leq 573$ K)。

图 3 所示分别为在 523 K 和 553 K, 0.5 MPa 氢压条件下, Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni 和 Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni 在 $\alpha + \beta$ 相区吸放氢的动力学曲线。从图 3 可知, 553 K 时吸氢反应在 5 min 之内达到 91.56%, 523 K 时在相同的时间内也可以达到 80% 以上。材料的放氢反应在 4 min 之内即可达到 80% 以上, 这说明材料的吸放氢速率随着温度的升高而提高。随着添加银量

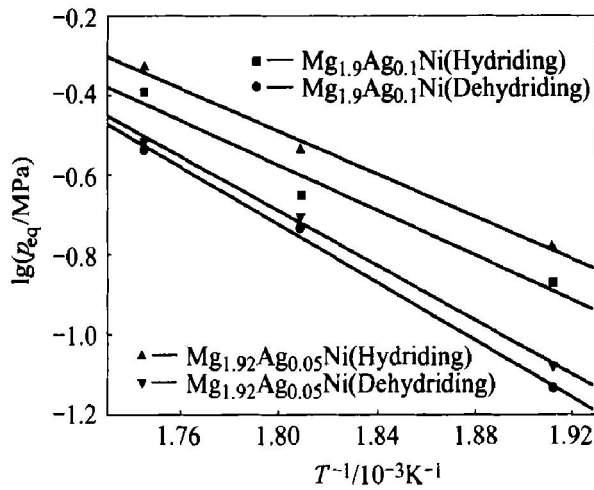


图2 Mg-Ag-Ni合金的 $\lg p_{eq} - 1/T$ 曲线

Fig. 2 Curves of $\lg p_{eq}$ vs $1/T$ for Mg-Ag-Ni alloys

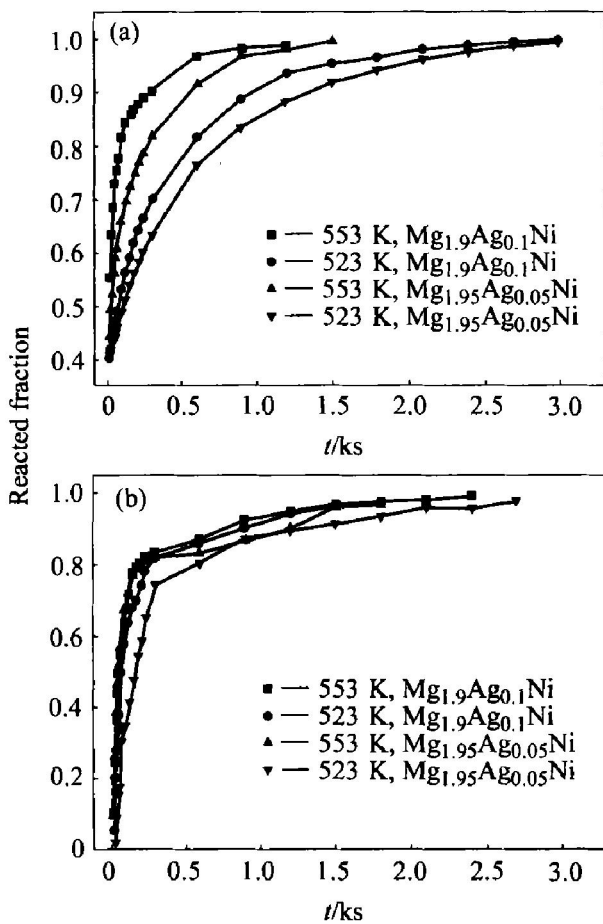


图3 Mg-Ag-Ni合金不同温度下 $\alpha + \beta$ 相区的动力学曲线

Fig. 3 Kinetic curves of $\alpha + \beta$ zone of Mg-Ag-Ni alloys at different temperatures (a) —Absorption; (b) —Desorption

增多,动力学性能得到一定的改善,该三元系储氢合金的吸放氢速率明显优于 Mg_2Ni ^[12],也优于其它一些镁基储氢材料^[13, 14]。储氢材料的低温吸放氢性能对于实际应用非常重要,因此在 423 K 时对 $Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni$ 作了放氢动力学实验,结果表明,5 min

之内的放氢量为 2.14% (质量分数)。为了更清楚地说明问题,进行了动力学数据处理,表 2 给出了 $\alpha + \beta$ 相区吸放氢的速率。

表2 不同温度下 $\alpha + \beta$ 相区的吸放氢速率

Table 2 Hydrogen absorption/ desorption rate of $\alpha + \beta$ zone at different temperatures(% / min, mass fraction)

Temperature/ K	$Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni$		$Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni$	
	Absorption	Desorption	Absorption	Desorption
523	4.36	1.25	4.03	1.12
553	5.29	2.58	5.16	2.35

图 4 所示为经过 5 次循环吸放氢后产物脱尽氢气后的 XRD 谱,对其作 PDF 分析可知:对于 $Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni$ 和 $Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni$ 储氢合金,其物相主要是 Mg_2Ni 和少量的 Ni 和 Ag。对衍射谱进行标定,再用软件(treor)处理,得出如下结论: $Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni$ 的晶胞参数为 $a = (0.5207 \pm 0.0010) \text{ nm}$, $b = (0.5207 \pm 0.0010) \text{ nm}$, $c = (1.3210 \pm 0.0030) \text{ nm}$, $v = 0.3100 \text{ nm}^3$; $Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni$ 的则为 $a = (0.5200 \pm 0.0010) \text{ nm}$, $b = (0.5200 \pm 0.0010) \text{ nm}$, $c = (1.3210 \pm 0.0010) \text{ nm}$, $v = 0.3090 \text{ nm}^3$ 。这些数值与 Mg_2Ni 的晶胞参数很接近($a = 0.5211 \text{ nm}$, $c = 1.3244 \text{ nm}$, $v = 0.3110 \text{ nm}^3$),说明在 Mg_2Ni 中掺杂少量的银没有使 Mg_2Ni 的晶胞结构发生变化,仍为六方晶系。可是当银添加量超过 0.2 (摩尔分数)后, $Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni$ 和 $Mg_{1.5}Ag_{0.5}Ni$ 的晶胞结构不同于

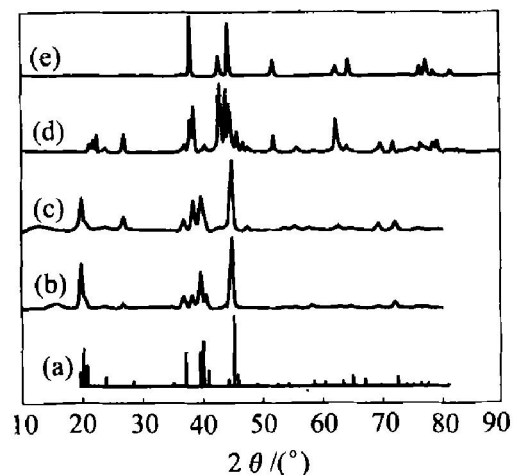


图4 氢化燃烧合成 Mg-Ag-Ni 合金脱氢后的 X 射线衍射谱

Fig. 4 XRD patterns of Mg-Ag-Ni alloys after hydriding/ dehydriding (a) — Mg_2Ni ; (b) — $Mg_{1.95}Ag_{0.05}Ni$; (c) — $Mg_{1.9}Ag_{0.1}Ni$; (d) — $Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni$; (e) — $Mg_{1.5}Ag_{0.5}Ni$

Mg₂Ni, 使得材料微观结构发生变化, 这可能是材料动力学性能提高的原因之一。

2.2 Mg-Al-Ni 三元体系

图 5 所示为不同 Mg_{2-x}Al_xNi (x = 0.5, 0.2, 0.1) 合金的 PCT 曲线。表 3 总结了不同温度下各试样的吸放氢情况。从图 5 可以得知 Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni 和 Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni 吸放氢 PCT 曲线的平台宽而平坦,

吸放氢平台压随着铝添加量的增大而增高, 尤其是 Mg_{1.5}Al_{0.5}Ni 最为明显, 同时吸氢量也随之减少, 但是材料的吸放氢速率明显改善。可以通过调整组分获得平台压适中、吸放氢速度理想的储氢材料。从表 3 可以计算出 Mg-Ni-Al 体系的放氢率均在 90% 以上, 说明放氢彻底。需要指出的是合成得到的储氢材料不需要任何活化过程, 吸氢时即可达到最大值。根据图 5 中的数据, 可以绘制出 $\lg p_{eq} - 1/T$ 的关系曲线(图 6), 由直线的斜率和截距, 运用范特霍夫公式可计算出 ΔH 和 ΔS 。然后推导出吸放氢时平衡压与温度的关系。对于 Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni: 吸氢时, $\lg p_{eq} = -2832/T + 5.557$ (553 K $\leq T \leq$ 623 K), $\Delta H = -54.22$ kJ/mol, $\Delta S = -106.40$ J/(mol·K); 放氢时, $\lg p_{eq} = -3453/T + 6.454$ (553 K $\leq T \leq$ 623 K), $\Delta H = 66.12$ kJ/mol, $\Delta S = 123.58$ J/(mol·K)。对于 Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni: 吸氢时, $\lg p_{eq} = -3209/T + 6.228$ (553 K $\leq T \leq$ 623 K), $\Delta H = -61.44$ kJ/mol, $\Delta S = -119.25$ J/(mol·K); 放氢时, $\lg p_{eq} = -3581/T + 6.642$ (553 K $\leq T \leq$ 623 K), $\Delta H = 68.57$ kJ/mol, $\Delta S = 127.18$ J/(mol·K)。通过与 Mg₂Ni 相比较, 发现添加铝后, 体系的

表 3 不同温度时 Mg-Al-Ni 合金的吸放氢对比

Table 3 Comparison of capacities of hydrogen absorption/desorption of Mg-Al-Ni alloys at different temperatures(mass fraction, %)

Alloy	Hydrogen absorption			Hydrogen desorption		
	623 K	573 K	553 K	623 K	573 K	553 K
Mg _{1.5} Al _{0.5} Ni		1.57*	2.14		1.42*	2.09
Mg _{1.8} Al _{0.2} Ni	2.14	2.03	1.88	2.02	1.88	1.70
Mg _{1.9} Al _{0.1} Ni	2.99	2.79	2.64	2.84	2.58	2.39

(* : 423 K)

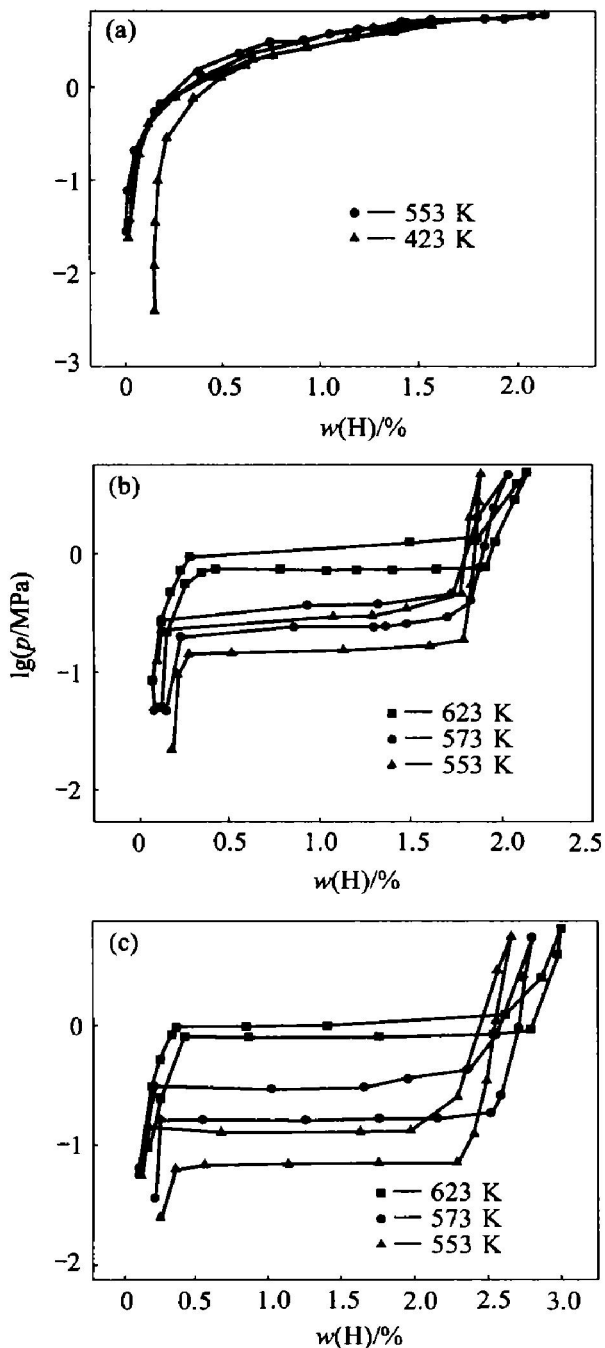


图 5 氢化燃烧合成不同组成的 Mg_{2-x}Al_xNi 合金的 PCT 曲线

Fig. 5 Pressure-composition isotherms of different Mg-Al-Ni alloys prepared by hydriding combustion synthesis

(a) -x = 0.5; (b) -x = 0.2; (c) -x = 0.1

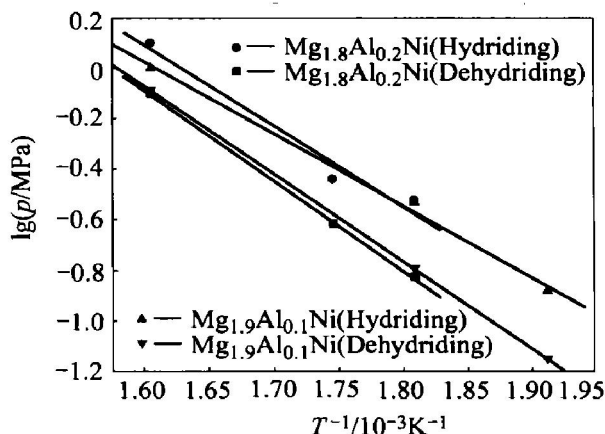


图 6 Mg-Al-Ni 合金的 $\lg p_{eq} - 1/T$ 曲线

Fig. 6 Curves of $\lg p_{eq}$ vs $1/T$ for Mg-Al-Ni alloys

焓变和熵变都不同程度地减小(除 $Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni$ 放氢时), 有利于储氢材料在更低的温度下实现吸放氢。

实际应用中, 希望得到平台平坦、宽阔, 且具有理想吸放氢速率的储氢材料。实验中在不同条件下对 $Mg-Al-Ni$ 三元系储氢合金的 $\alpha+\beta$ 相区吸放氢的动力学性能进行测试, 并与用同样方法制备得到的 Mg_2Ni 合金进行比较, 结果如图 7 所示。从图 7 (a) 可看出随着温度升高, 材料吸放氢速率增加, 对于 $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ 合金而言, 在 523~ 553 K 温度区间, 5 min 之内其吸放氢反应分数均在 90% 左右。从图 7 (b) 可以看出, 在 553 K、0.50 MPa 的条件下比较添加铝对吸氢动力学的影

响, 在反应前 7 min 的反应分数变化很好地说明了随着铝添加量的增加, 吸氢速度得到改善, 材料放氢速率呈现相同的趋势, 同时可知, 同一种储氢合金材料在相同的温度下, 其放氢速率大于吸氢速率。图 7(c) 比较了 Mg_2Ni 和 $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ 合金的吸放氢性能, $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ 合金在 523 K 时的吸氢反应分数 5 min 之内就可以达 90%, 而 Mg_2Ni 合金达到相同数值则需要 15min, 放氢过程中, Mg_2Ni 合金的放氢速率明显慢于 $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ 合金。在 423 K 时对 $Mg_{1.5}Al_{0.5}Ni$ 合金作吸放氢动力学实验得知: $\alpha+\beta$ 相区吸氢速率为 4.88%/min, 放氢速率为 1.26%/min。显然, 添加铝能够改善镁基储氢材料的动力学性能。

为了进一步研究材料的相组成, 对材料经过 10 次循环吸放氢后进行 X 射线衍射, 其结果如图 8 所示。对其作 PDF 分析可知, 添加少量铝($x = 0.1, 0.2$)之后, Mg_2Ni 合金的晶胞结构有所改变, 脱氢以后的主相为 $Mg_2Ni, Mg_{17}Al_{12}, Mg_2NiH_{0.26}$ 。同时出现少量的 $AlNi, Mg_{48}Al_{50}Ni_2$, 后者都是非储氢合金, 这也是降低材料储氢量的原因。当加入的铝较多时($x = 0.5$), 合成的材料中已经出现较多的 $AlNi$ 和未知相, 同时还有铝。新相的出现对该种材料的储氢性能有所改善, 尤其是动力学性能, 此方面的问题仍需详细深入地研究。

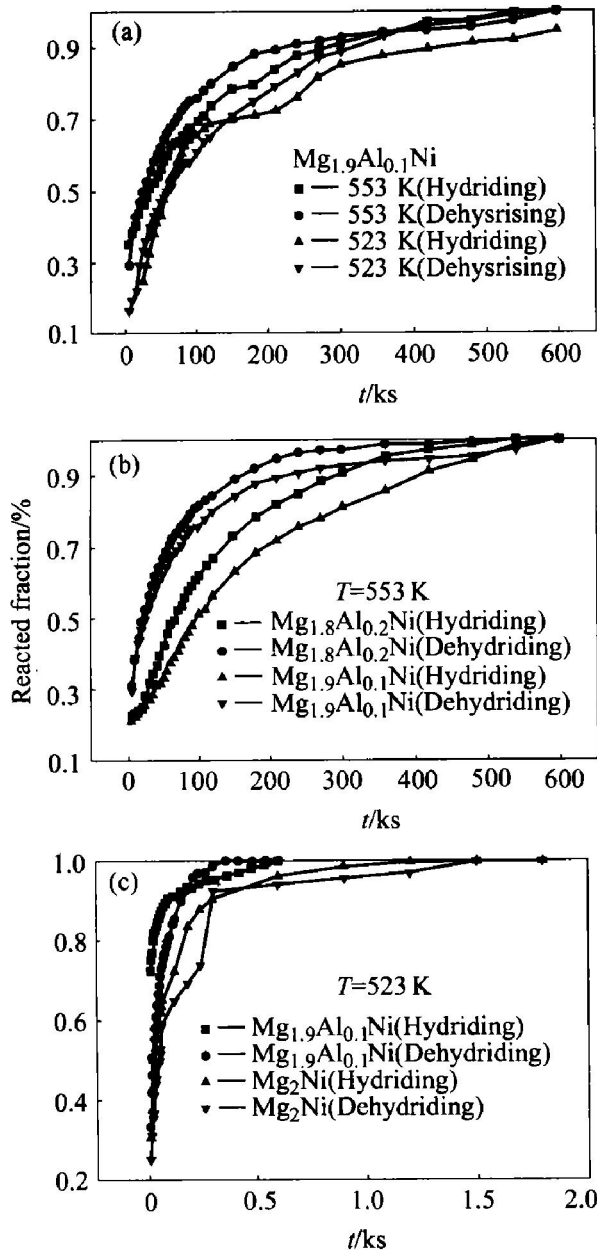


图 7 $Mg-Al-Ni$ 合金在不同温度下 $\alpha+\beta$ 相区的动力学曲线
Fig. 7 Kinetic curves of $\alpha+\beta$ zone of $Mg-Al-Ni$ alloys at different temperatures

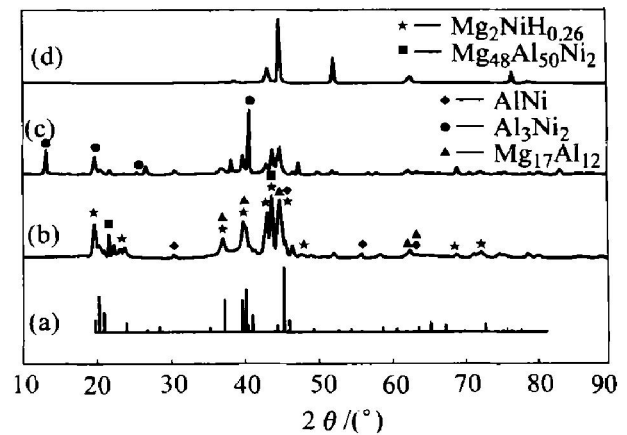


图 8 氢化燃烧合成 $Mg-Al-Ni$ 合金脱氢后的 X 射线衍射谱

Fig. 8 XRD patterns of $Mg-Al-Ni$ alloys after hydriding/ dehydriding
(a) $-Mg_2Ni$; (b) $-Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$;
(c) $-Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni$; (d) $-Mg_{1.5}Al_{0.5}Ni$

图 9 所示为 $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ (a) 和 $Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni$ (b) 合金经过循环吸放氢后的 SEM 形貌。可以发现, 氢化后材料表面不规则, 成分分布均匀, 颗粒尺寸在 4 ~ 10 μm 之间。从 SEM 形貌中观察到颗粒尺寸随着铝添加量的增加而变大, 这可能是由于铝的加入使得 $Mg-Ni$ 原子之间的距离增大。对比图 9

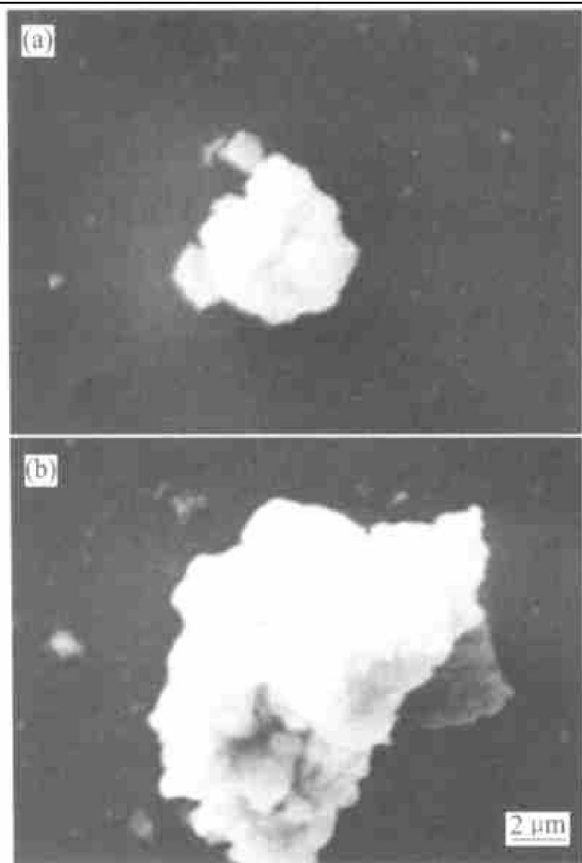


图 9 $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ 合金 (a) 和 $Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni$ 合金 (b) 颗粒的 SEM 形貌

Fig. 9 SEM morphologies of $Mg_{1.9}Al_{0.1}Ni$ alloy (a) and $Mg_{1.8}Al_{0.2}Ni$ alloy (b) after hydriding/dehydriding

(a), (b) 还可看出, 随着铝添加量的增大, 材料颗粒外部形貌变得更加不规则, 孔隙增多。

储氢材料的吸氢速率由以下因素控制^[15]: 氢分子在表面的离解速率; 氢原子渗透穿过表面的能力; 氢原子扩散通过已形成氢化物层并进入金属内部的速率。在氢化过程中, 氢分子较容易地在材料表面离解, 并通过氢化物层进入镁基体。相界处的新鲜镁表面首先氢化。随着氢化物层的增厚, 氢原子的扩散速率将显著降低。氢原子能否快速通过氢化物层对于宏观动力学性能至关重要。氢化反应时, 一些合金颗粒粉末包裹在镁颗粒中, 它们将为氢原子提供快速扩散通道。另一种可能的机制是氢化循环造成镁晶格膨胀与收缩^[16], 并最终导致沿相界面开裂、沿着网状裂纹扩散, 氢原子的扩散激活能大幅度降低, 扩散速率显著提高。

REFERENCES

- [1] Gerard N, Ono S, Schlappach L. Hydrogen in Intermetallic Compounds II[M]. Berlin: Springer, 1992, 1784.
- [2] Khruassanova M, Bobet J L, Terzieva M, et al. Hydrogen storage characteristics of magnesium mechanically alloyed with $YNi_{5-x}Al_x$ ($x = 0, 1$ and 3) intermetallics[J]. J Alloys Comp, 2000, 307: 283 - 289.
- [3] Bobet J L, Akiba E, Darriet B. Effect of substitution of Fe and Ni for Co in the synthesis of Mg_2Co compound using the mechanical alloying method [J]. J Alloys Comp, 2000, 297: 192 - 198.
- [4] Kadir K, Sakai T, Uehara I. Structural investigation and hydrogen storage capacity of $LaMg_2Ni_9$ and $(La_{0.65}Ca_{0.35}Mg_{1.32}Ca_{0.68})Ni_9$ of the AB_2C_9 type structure [J]. J Alloys Comp, 2000, 302: 112 - 117.
- [5] Kadir K, Tanaka H, Sakai T, et al. Hydrogen behavior in the $La-Mg-Cu$ system[J]. J Alloys Comp, 1999, 289: 66 - 70.
- [6] Liu F J, Sudan S. Hydriding behavior of F-treated Mg_2Ni at moderate conditions [J]. J Alloys Comp, 1996, 232: 212 - 217.
- [7] Nishimiya N, Wada T, Matsumoto A, et al. Hydriding-dehydriding characteristics of aged Mg-10% Ni alloy hydride and water resistance of sol-gel encapsulated composite [J]. J Alloys Comp, 2000, 311: 207 - 213.
- [8] Bobet J L, Akiba E, Nakamura Y, et al. Study of Mg-M (M = Co, Ni and Fe) mixture elaborated by reactive mechanical alloying-hydrogen sorption properties [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2000(25): 987 - 996.
- [9] Spassov T, Koster U. Hydrogenation of amorphous and nanocrystalline Mg-based alloys[J]. J Alloys Comp, 1999, 287: 243 - 250.
- [10] Dehouche Z, Djaozandry R, Goyette J, et al. Thermal cyclic charge and discharge stability of nanocrystalline Mg_2Ni alloy [J]. J Alloys Comp, 1999, 288: 312 - 318.
- [11] Yuan H, Yang H, Zhou Z. Pressure-composition isotherms of the $Mg_2Ni_{0.75}Fe_{0.25}Mg$ system synthesized by replacement-diffusion method[J]. J Alloys Comp, 1997, 260: 256 - 259.
- [12] Isogai H, Akiyama T, Yagi J I. Kinetics of Mg_2Ni combustion synthesis[J]. Japan Inst Metals, 1996, 60(7): 640 - 646.
- [13] Sai Raman S S, Srivastava O N. Hydrogenation behavior of the new composite storage materials $Mg-x\%$ CFMmNi₅[J]. J Alloys Comp, 1996, 241: 167 - 174.
- [14] Imamura H, Sakasai N, Kajii Y. Hydrogen absorption of Mg-based composites prepared by mechanical milling [J]. J Alloys Comp, 1996, 232: 218 - 223.
- [15] Zaluski L, Zalusika A, Olsen J O S. Nanocrystalline metal hydrides[J]. J Alloys Comp, 1997, 253 - 254: 70 - 79.
- [16] Kohno H, Akiyama T, Kobayashi S, et al. Morphology of combustion-synthesized Mg_2Ni [J]. Japan Inst Metals,

1997, 61(2): 166-170.

Influence of Ag and Al on hydrogen storage properties of Mg₂Ni alloy

LI Qian^{1, 2}, JIANG Li-jun¹, LIN Qin², ZHOU Guo-zhi²,
ZHAN Feng¹, ZHENG Qiang¹, WEI Xiur-ying¹

(1. Research Center of Energy Materials and Technology,

General Research Institute for Nonferrous Metal, Beijing 100088, China;

2. Department of Physical Chemistry, University of Science and Technology Beijing,
Beijing 100083, China)

Abstract: Mg_{2-x}Ag_xNi ($x = 0.05, 0.1, 0.2, 0.5$) and Mg_{2-x}Al_xNi ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.5$) ternary alloys were synthesized by hydriding combustion. All the alloys were examined by means of pressure-composition isotherms (PCT) and X-ray diffraction (XRD). The relationships between the equilibrium plateau pressure and the temperature were calculated. The alloy Mg_{1.8}Ag_{0.2}Ni desorbs 2.14% H in less than 5 min at 423 K and under the same condition the kinetic rates of Mg_{1.5}Al_{0.5}Ni in $\alpha + \beta$ phase are 4.88% / min H for absorption and 1.26% / min H for desorption. The results of XRD show that the kinetics of the materials are improved due to the change of structure of Mg₂Ni and chemical homogeneity on surface of particles.

Key words: hydriding combustion synthesis; hydrogen storage alloys; Mg-Ag-Ni; Mg-Al-Ni; property of hydrogen storage

(编辑 黄劲松)